

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-253395/

(43)Date of publication of application : 10.09.2003/

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C21D 1/10

C21D 9/30

C22C 38/32

C22C 38/60

(21)Application number : 2002-059210 /

(71)Applicant : DAIDO STEEL CO LTD

(22)Date of filing : 05.03.2002 /

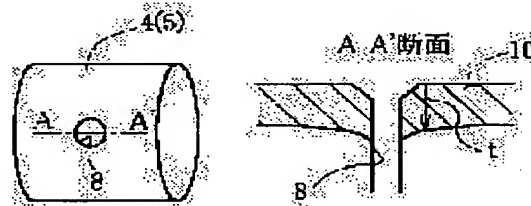
(72)Inventor : MATSUMURA KOJI /
KUREBAYASHI YUTAKA /

(54) INDUCTION HARDENED PARTS

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide induction hardened parts, which can sufficiently ensure fatigue strength against torsion and bending, even in large parts such as a crank shaft, further are superior in workability in a state before quenching, and thereby can be inexpensively manufactured.

SOLUTION: These induction hardened parts are characterized by employing a steel material which includes, by mass%, an Fe content of 95% or more, and as essential additional elements, 0.35-0.50% C, 0.02-0.15% Si, 0.5-1% Mn, 0.05-0.50% Cr, 0.002-0.03% Al, 0.02-0.05% Ti, and 0.0005-0.003% B, and N restrained to 0.015 mass% or less. The steel material has a hardness index of 1.1-1.5, a hardenability index of 0.50-0.75, and a mixed phases structure consisting of ferrite and pearlite after having been air-cooled from 1,000° C, in which an area rate of ferrite is 20-40%. The parts composed of the steel material have a quench hardened layer 10 formed on the surface layer by induction hardening.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

31.01.2005

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

* NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.**** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] The steel materials which form a components material is [Fe content] more than 95 mass %. As an indispensable alloying element C of 0.35 - 0.50 mass %, Si of 0.02 - 0.15 mass %, Mn of 0.5 - 1 mass %, Cr of 0.05 - 0.5 mass %, aluminum of 0.002 - 0.03 mass %, Ti of 0.02 - 0.05 mass % and B of 0.0005 - 0.003 mass % are contained. Content of N is made below into 0.015 mass %, and further the carbon conversion factor shown in Table 1 The degree-of-hardness characteristic given with the totaled value which multiplied the mass % content of each alloying element, respectively is set to 0.5-0.75. WC, WSi, WMn, and WCr are used for each mass % content of C, Si, Mn, and Cr. Hardenability conversion parameter f (C) defined as shown in Table 2, f (Si), The hardening sex index expressed in the sum total of f (Mn) and f (Cr) is set to 1.1-1.5. Furthermore, the induction hardening components characterized by coming to form the hardening hardening layer to be the steel materials with which the organization when carrying out air cooling turns into a mixed phase organization of the ferrite and pearlite whose rate of ferrite area is 20 - 40% from 1000 degrees C, and according to induction hardening to a bill-of-materials layer.

[Claim 2] The induction hardening component according to claim 1 said whose steel materials are the things of Pb of 0.01 - 0.2 mass %, S of 0.02 - 0.2 mass %, Bi of 0.01 - 0.1 mass %, and calcium of 0.0005 - 0.02 mass % which contain either at least.

[Claim 3] The induction hardening component according to claim 1 or 2 with which it comes to make t/R into 0.2-0.5 when a pore has the shaft-like part which comes to carry out opening formation in a peripheral face and thickness of said hardening hardening layer [in / for the outer diameter of said shaft-like part / 2R and the opening periphery section of said pore] is set to t.

[Claim 4] It has the basic surface formation section which has a plane basic surface, and the shaft-like part projected and formed from said basic surface. In the protrusion end face section of said shaft-like part It comes to form the fillet section which makes an outer diameter increase gradually, so that it goes to said basic surface side. When thickness of said hardening hardening layer formed in 2R' and said fillet section front face in the outer diameter of said fillet section measured in the arbitration location in the direction of an axis of said shaft-like part is made into t', Induction hardening components given in claim 1 which comes to make maximum in said fillet section of t'/R' into 0.1-0.2 thru/or any 1 term of 3.

[Claim 5] Induction hardening components given in claim 1 which it comes to constitute as a crankshaft which comes to have the structure connected by turns with the crank journal arranged in the crank arm arranged at the predetermined spacing in the direction of axis of rotation so that said axis of rotation and medial-axis line may be in agreement, and the crank pin which has a medial-axis line in radial from said axis of rotation in a fixed spur isolation ***** location thru/or any 1 term of 4.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] This invention of the crankshaft for automobiles etc. is large-sized, and relates to the induction hardening components with which the high endurance over a bending load and a torsion load is demanded.

[0002]

[Description of the Prior Art] Since large-sized structural parts for power, such as a crankshaft for machine structural steel worker components, for example, automobiles, are used under the environment where a big torsion load and a bending load act repeatedly, to excel in static reinforcement and fatigue strength is demanded. Conventionally, forming a hardening layer in a front face with induction hardening, and raising fatigue strength, after casting such a shank article in the configuration of a request [steel materials] of a material by processing (for example, forging) between heat or between ** is performed. Generally as steel materials, the medium carbon steel which does 0.4-0.6 mass % content of C, for example is used.

[0003]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] It is known that the fatigue strength of the machine structural steel worker components by which induction hardening is carried out will improve remarkably by making the hardness and formation thickness of a hardening layer increase. C was begun, by addition of Si, Mn, Cr, or B, improvement in hardness or improvement in hardenability was aimed at, and, specifically, high intensity-ization of a member is attained.

[0004] Here, in order to aim at improvement in on the strength according to increase of hardening layer thickness, the thickness of a member must also enlarge formation thickness of a hardening layer relatively, so that an outer diameter increases. However, since the absolute value of the thickness of the hardening layer which can be formed with induction hardening has a limit, when it is large-sized components like a crankshaft, the thickness of a hardening layer tends to be insufficient to member thickness or an outer diameter, and it is difficult [it] to attain sufficient high intensity-ization. In this case, if the hardness of the core into which baking does not go is made to increase, fatigue strength will improve, but in this case, in case a material is processed in the condition before hardening, the problem which big difficulty produces is in that workability.

[0005] Also in large-sized components like a crankshaft, this invention can fully secure the fatigue strength to torsion or bending, and, moreover, the workability in the condition before hardening is good as a result to offer the induction hardening components which can be manufactured cheaply.

[0006]

[Means for Solving the Problem and its Function and Effect] In order to solve the above-mentioned technical problem, the induction hardening components of this invention The steel materials which form a components material is [Fe content] more than 95 mass %. As an indispensable alloying element C of 0.35 - 0.50 mass %, Si of 0.02 - 0.15 mass %, Mn of 0.5 - 1 mass %, Cr of 0.05 - 0.5 mass %, aluminum of 0.002 - 0.03 mass %, Ti of 0.02 - 0.05 mass % and B of 0.0005 - 0.003 mass % are contained. Content of N is made below into 0.015 mass %, and further the carbon conversion factor shown in Table 1 The degree-of-hardness characteristic given with the totaled value which multiplied the mass % content of each alloying element, respectively is set to 0.5-0.75. WC, WSi, WMn, and WCr are used for each mass % content of C, Si, Mn, and Cr. Hardenability conversion parameter $f(C)$ defined as shown in Table 2, $f(Si)$, The hardening sex index expressed in the sum total of $f(Mn)$ and $f(Cr)$ is set to 1.1-1.5. Furthermore, it is the steel materials with which the organization when carrying out air cooling turns into a mixed phase organization of the ferrite and pearlite whose rate of ferrite area is 20 - 40% from 1000 degrees C, and is characterized by coming to form the hardening layer by induction hardening at a bill-of-materials layer.

[0007]

[Table 1]

元素名	炭素換算係数
C	1.00
Si	0.07
Mn	0.16
Cu	0.19
Ni	0.17
Cr	0.20

[0008]

[Table 2]

$f(C)$	$2.4W_C^5 - 8.2W_C^4 + 11W_C^3 - 7.6W_C^2 + 3.1W_C$
$f(Si)$	$-0.04W_{Si}^2 + 0.27W_{Si}$
$f(Mn)$	$0.015W_{Mn}^5 - 0.19W_{Mn}^4 + 0.72W_{Mn}^3 - 1.2W_{Mn}^2 + 1.3W_{Mn}$
$f(Cr)$	$-0.058W_{Cr}^4 + 0.29W_{Cr}^3 - 0.6W_{Cr}^2 + 0.87W_{Cr}$

[0009] In this invention, in the steel-materials presentation, the presentation permission setting range of C, Si, Mn, Cr, aluminum, Ti, and B which are an indispensable alloying element was appointed as mentioned above, respectively, and further, the content of each essential element was defined so that the hardening sex index expressed with the total value of $f(C)$, $f(Si)$, $f(Mn)$, and $f(Cr)$ set to Table 2 on the assumption that this might satisfy 1.1–1.5. By this, the extensive improvement of the hardenability of steel materials can be carried out, and sufficient hardening hardening layer can be formed also in a large-sized member, as a result the fatigue strength to torsion or bending can fully be secured. On the other hand, the degree-of-hardness characteristic given with the value which multiplied the mass % content of each alloying element by the carbon conversion factor which shows the content of each alloying element containing an indispensable alloying element in Table 1, respectively, and was totaled is set to 0.50–0.75, and the conditions from which the rate of ferrite area serves as a mixed phase organization of the ferrite and pearlite whose organization when carrying out air cooling from 1000 more degrees C is 20 – 40% are also set to be satisfied with coincidence. That is, the degree of hardness of the material before hardening is optimized, and since the amount of pearlite formation in which the workability of an air-cooling organization is reduced is also comparatively small and it is stopped, although reinforcement is high, the induction hardening components which can be manufactured cheaply also realize workability in the condition before hardening good as a result.

[0010] In addition, the steel materials adopted as this invention may contain components other than an indispensable alloying element (for example, nickel for hardenability adjustment, Cu, etc.) within limits from which Fe content fills more than 95 mass %, and does not become the hindrance of the purpose achievement of this invention.

[0011] The trial which checks the meaning of a degree-of-hardness characteristic and a hardening characteristic is performed by [as being the following]. First, air cooling is carried out, after processing into a bar with an outer diameter of 40–70mm the steel materials which contain C, Si, Mn, Cu, nickel, and Cr by various presentations and holding further for 1 hour at 1000 degrees C which is complete-austenitizing temperature. The result of having plotted the value of the Rockwell C-scale-weighting hardness HRC measured on the bar front face to the degree-of-hardness characteristic computed using the carbon conversion factor of Table 1 is shown in drawing 4. Although presentations differ variously, when a presentation is converted into a degree-of-hardness characteristic and hardness is plotted, in order that almost linear relation may be materialized among both and a degree-of-hardness characteristic may perform hardness prediction, it turns out that it is a suitable parameter. As for HRC, a degree-of-hardness characteristic serves as the range of 85–98 in the range of 0.50–0.75. It becomes necessarily enough less to mean that HRC becomes less than 85 in general, and maintain the reinforcement to bending or torsion of a large-sized structural part that a degree-of-hardness characteristic becomes less than 0.5. On the other hand, that a degree-of-hardness characteristic exceeds 0.75 leads to meaning that HRC exceeds 98 in general, the hardness of an organization (the organization which did air cooling after hot working deserves) which carried out air cooling from austenitizing temperature becoming high too much, and workability getting worse.

[0012] Next, after it carried out hot working of the steel materials which contain C, Si, Mn, and Cr by various presentations to the cylindrical test piece with a diameter [of 25mm], and a die length of 80mm and they carried out air cooling to it, within the coil for heating, in frequency [of 10kHz], and heating time 4 seconds, induction heating was carried out, water cooling of them was carried out and they carried out induction hardening. Micro-Vickers-hardness measurement was performed in the axial cross section of the cylindrical test piece after hardening, and it asked for the location used as Hv450 (the rate of martensite area is the hardness equivalent to the organization which is 50%), and asked for the radial depth from a bar front face to this location as hardening hardening layer thickness t . The result plotted to the hardening sex index which computed this hardening hardening layer thickness t using $f(C)$ set to Table 2, $f(Si)$, $f(Mn)$, and $f(Cr)$ is shown in drawing 5. Although presentations differ variously, when a presentation is converted into a hardening sex index and hardening hardening layer thickness t is plotted, in order that almost linear relation may be materialized among both and a hardening sex index may perform the hardening depth, it turns out that it is a suitable parameter. As for hardening hardening layer thickness t , a hardening sex index serves as the range of 5.8–7.5mm in the range of 1.1–1.5. That a hardening sex index becomes less than 1.1 that t is set in general to less than 5.8mm, the case of a large-sized structural part, hardening hardening layer thickness t is relatively insufficient, and, as for things, the reinforcement to bending or torsion becomes impossible. On the other hand, if a hardening sex index exceeds 1.5, it will lead to the addition of C, Si, Mn, and Cr increasing beyond the need, a hardness characteristic stopping satisfying the aforementioned range, and workability getting worse.

[0013] Moreover, if the rate of ferrite area of an organization which carried out air cooling becomes less than 20% from 1000 degrees C, it will lead to a pearlite organization becoming superfluous and workability getting worse. On the other hand, when the rate of ferrite area exceeded 40% and a hardening hardening layer is formed with induction hardening, it is connected with reinforcement running short, if a ferrite phase becomes easy to remain and it pulls in hardness in a hardening layer.

[0014] Hereafter, the reason for presentation limitation of each component of the steel materials which constitute the induction hardening components of this invention is explained. First, C is an element indispensable for reservation of an ingredient on the strength. The content becomes impossible [forming the hardening hardening layer of hardness required for components maintenance on the strength] under by 0.35 mass %. On the other hand, if 0.5 mass % is exceeded, the machinability of an ingredient will deteriorate and it will become easy to generate the baking crack at the time of induction hardening.

[0015] Although added as a deoxidizer, Si functions also as crystal stressing or a softening resistance improvement element, and contributes to the improvement in on the strength, especially the improvement in on the strength of a hardening hardening layer. However, if the deoxidation effectiveness or the improvement effectiveness in on the strength has little the content under at 0.02 mass % and 0.15 mass % is exceeded, it will lead to cold-working nature and machinability being spoiled.

[0016] Mn functions as a desulfurization element which fixes S which drops grain boundary reinforcement in the form of MnS, and also has the work which raises hardenability. Consequently, a strong high hardening hardening layer is contributed to forming stably. However, if content is deficient in effectiveness at under 0.5 mass % and exceeds 1 mass %, it will lead to cold-working nature and

machinability being spoiled.

[0017] Cr raises the toughness of a martensitic phase of an ingredient, and contributes to improvement in the hardness of a hardening layer, toughness, as a result reinforcement. Moreover, it functions also as a softening resistance improvement element. However, it will be connected with reducing the machinability of an ingredient, if a content is deficient in effectiveness at under 0.05 mass % and exceeds 0.5 mass %.

[0018] Since aluminum functions as a deoxidizer, and also combines with N in steel materials and deposits AlN, coarsening ***** has the effectiveness which controls the reinforcement or the toughness fall by it. However, it is deficient in effectiveness at under 0.002 mass %, and if content makes it contain exceeding 0.03 mass %, it will make the unnecessary inclusion in a steel-materials substrate increase, and will lead to the fall of reinforcement or toughness.

[0019] B raises hardenability, and raises grain boundary reinforcement, and contributes to the improvement in on the strength of a hardening layer. However, an addition is deficient in effectiveness at under 0.0005 mass %, and if it is made to contain exceeding 0.003 mass %, it will lead to degradation of hot-working nature.

[0020] By performing coaddition with the above-mentioned B, Ti has the operation which makes more remarkable effectiveness of raising the hardenability and grain boundary reinforcement by B addition. If B combines with N contained in a steel-materials substrate, since it deposits as BN, it becomes impossible to demonstrate a grain boundary improvement effect on the strength. However, if Ti is added, formation of TiN will be promoted, N component will be fixed and it will be prevented that B is consumed in the form of BN deposit. Consequently, the improvement effectiveness in grain boundary on the strength by B addition becomes remarkable. However, if effectiveness with a content remarkable at under 0.02 mass % cannot be desired but 0.05 mass % is exceeded, it will lead to the toughness fall of steel materials.

[0021] Moreover, in order to make more remarkable effectiveness of raising the hardenability and grain boundary reinforcement by B addition, it is also effective to reduce the content of N combined with B, and the content of N in the steel materials to be used is restricted to below 0.015 mass % in this invention for this purpose.

[0022] Moreover, to the steel materials used in this invention, even if there are little Pb of 0.01 - 0.2 mass %, S of 0.02 - 0.20 mass %, Bi of 0.01 - 0.1 mass %, and calcium of 0.0005 - 0.02 mass %, either can be added. Each of these elements can reduce the processing cost sharply, when functioning as a free-cutting grant element and performing removal processing, such as cutting, to steel materials. However, when an addition also becomes each element under a lower limit, it is deficient in the free-cutting grant effectiveness, and since effectiveness is saturated, the addition beyond a upper limit has much futility.

[0023]

[Embodiment of the Invention] Drawing 1 shows an example of the crankshaft which is an example of the induction hardening components of this invention. This crankshaft 1 comes to have the structure connected by turns with the crank pin 5 which has a medial-axis line in radial in a fixed spur isolation ***** location from the crank journal 4 arranged in the crank arm 2 arranged at the predetermined spacing in the direction of axis of rotation O so that axis of rotation O and a medial-axis line may be in agreement, and axis of rotation O. As each comes to form a crank journal 4 and a crank pin 5 in the shape of [of a circular cross section] a shaft and they are shown in drawing 2 and drawing 3, the induction hardening hardening layer 10 is formed in the whole peripheral face. This induction hardening hardening layer 10 is the following, and is made and formed. first, the material by which cogging be carried out after the dissolution / casting in the raw material be process into a crankshaft configuration by hot forging and cutting, this be insert into the coil for heating, high-frequency induction heating of the surface section be carry out so that it may become the temperature of 900-1100 degrees C, after [which responded to the components dimension / suitable] carry out time amount (for example, 10 - 40 seconds) maintenance, by carry out water cooling, induction hardening be perform and the hardening hardening layer 10 be form.

[0024] Thickness t of a hardening hardening layer is defined by the distance to the location which serves as hardness equivalent to the 50% of the amounts of martensite formation from a shaft surface in radial. As shown in drawing 2, in order to combine with a crank pin 5 (shaft-like part) the connecting rod which is not illustrated for making the piston by the side of an internal combustion engine reciprocate, the pore 8 which carries out opening to a peripheral face is formed. And when thickness of a crank journal 4 and a hardening hardening layer [in / for the outer diameter of a crank pin 5 (shaft-like part) / 2R and the opening periphery section of a pore 8] is set to t, it comes to make t/R into 0.2-0.5. At the time of an internal combustion engine drive, a big torsion load arises in a crank journal 4 and a crank pin 5. According to the torsion theory of continuum mechanics, it is known that the torsional rigidity of a member will decrease greatly when the hole and slit which are opened to a peripheral face are formed. In this case, in the opening periphery section of a pore 8, if hardening hardening layer thickness t is secured so that t/R may be set to 0.2-0.5, ***** and torsion fatigue strength of a crank journal 4 and a crank pin 5 (shaft-like part) can be raised sharply. t/R may become insufficient [less than 0.2 / the above-mentioned reinforcement].

[0025] Moreover, if a hardening hardening layer is formed only in the member surface section with induction hardening, compressive residual stress will arise on a member front face, and it will become still more advantageous to the improvement in on the strength. This is for the direction of the hardening hardening layer from which a martensitic phase serves as a subject to expand more greatly to the inner layer section which serves as a ferrite phase (pearlite phase is included) subject. However, if t/R exceeds 0.5, generating of compressive residual stress may become less remarkable, and may lead to the lack of on the strength.

[0026] Next, a crank arm 2 forms the basic surface formation section by which the adjoining crank arm 2 and the field which counters were set to plane basic surface 2a. And a crank journal 4 and a crank pin 5 are equivalent to the shaft-like part projected and formed from this basic surface 2a. As shown in drawing 1 and drawing 3, the fillet section 7 which makes an outer diameter increase gradually is formed in a crank journal 4 and the protrusion end face section of a crank pin 5 (shaft-like part), so that it goes to the basic surface 2a side. It is a concave, when a bending load acts, it is easy to carry out stress concentration, but stress concentration is eased and a protrusion end face edge can raise flexural strength, if the above fillet sections 7 are formed. The fillet section 7 is made into the concave R side in this operation gestalt.

[0027] In drawing 3, when thickness of 2R' and the hardening hardening layer formed in the front face of the fillet section 7 is made into t' for the outer diameter of the fillet section measured in the arbitration location in a crank journal 4 and the direction of an axis of a crank pin 5 (shaft-like part), as for the maximum in the fillet section 7 of t'/R', being referred to as 0.1-0.2 is desirable. t'/R' may become insufficient [less than 0.1 / flexural strength]. Moreover, if t'/R' exceeds 0.2, generating of the compressive residual stress in the surface section of the fillet section 7 may become less remarkable, and may lead to the lack of flexural strength.

[0028]

[Example] The following experiments were conducted in order to investigate the effectiveness of this invention.

(Example 1) After having blended the raw material so that the presentation shown in Table 1 might be acquired, and ingoting a 150kg steel ingot with an electric furnace, hot forging was carried out at 850 degrees C, after holding at 1000 more degrees C for 2 hours, air cooling was carried out, and various bars with a diameter of 20-50mm were produced. Moreover, the degree-of-hardness characteristic and the hardening sex index are computed by the above mentioned definition for every presentation. This is shown in Table 3.

[0029]

[Table 3]

区分	No.	化学成分 (重量%, ただしBはppm)									硬度指数	焼入性指数
		C	Si	Mn	Cr	Al	Ti	N	B	その他		
発明例	1	0.42	0.08	0.90	0.25	0.005	0.037	0.010	16	-	0.66	1.37
発明例	2	0.39	0.10	0.75	0.21	0.003	0.035	0.009	15	-	0.60	1.27
発明例	3	0.48	0.08	0.54	0.28	0.015	0.033	0.008	14	-	0.66	1.25
発明例	4	0.46	0.09	0.71	0.21	0.003	0.031	0.007	14	0.14Pb添加	0.66	1.28
発明例	5	0.44	0.08	0.56	0.25	0.005	0.035	0.009	16	0.07Bi添加	0.62	1.23
発明例	6	0.45	0.11	0.54	0.33	0.004	0.039	0.010	15	0.0015Ca添加	0.65	1.28
発明例	7	0.42	0.10	0.82	0.30	0.005	0.041	0.011	15	0.07S添加	0.65	1.37
発明例	8	0.43	0.11	0.85	0.35	0.005	0.036	0.009	14	0.13S添加	0.68	1.42
比較例	1	0.31	0.15	0.45	0.31	0.005	0.035	0.009	18	-	0.49	1.15
比較例	2	0.55	0.12	0.54	0.28	0.004	0.034	0.010	14	0.0015Ca添加	0.74	1.29
比較例	3	0.45	0.14	0.25	0.15	0.007	0.039	0.011	12	-	0.57	0.98
比較例	4	0.40	0.50	0.50	0.15	0.005	0.041	0.009	15	-	0.58	1.21
比較例	5	0.49	0.15	1.10	0.40	0.004	0.039	0.008	15	0.07S添加	0.79	1.57
比較例	6	0.45	0.10	0.87	0.25	0.007	0.035	0.010	17	-	0.68	1.37
比較例	7	0.47	0.10	0.55	0.30	0.015	0.035	0.008	16	-	0.66	1.27

[0030] The Rockwell B-scale-weighting hardness HRB of the peripheral face of this specimen was measured by the approach to which it was specified at JIS:Z2245. Moreover, the following various trials were performed using the above-mentioned bar.

[0031] ** Cut the tool life ratio measurement above-mentioned material, produce a with a diameter die length [300mm die length of 50mm] test piece, and perform a cutting trial. Using P10 sintered carbide tool as a cutting tool, with peripheral-speed 300 m/min, the amount of slitting of 2mm per one revolution, and the feed per revolution of 0.2mm per one revolution, cutting is continued in dry type and let the time of flank abrasion loss being set to 0.2mm be a tool life. The tool life is expressed as a tool life ratio to the example 7 of a comparison.

[0032] ** As the cutting process by turning of the peripheral face of the bending fatigue strength test above-mentioned material was carried out and it was shown in drawing 3, the test piece which the shaft-like part of the shape of a cylinder whose diameter reduction side is the outer diameter of 30mm is formed, and has the fillet section of the shape of a concave R side with a radius of curvature of 2mm in the end face location of this shaft-like part was obtained. Subsequently, the test piece was inserted into the coil, the coil was fixed, and induction hardening was performed by carrying out high-frequency induction heating (temperature of about 1000 degrees C), and carrying out water cooling on the frequency of 100kHz. The member was heated at 180 degrees C after this hardening for 60 minutes, air cooling was carried out after that, and tempering processing was performed. The bending fatigue tester was equipped with this above-mentioned test piece, and the value of the repeat bending stress from which the count of repeat fracture becomes 2x10⁶ times was calculated as bending fatigue strength.

[0033] In addition, while preparing the specimen which is not in a fatigue test ****, cutting in the cross section containing a medial-axis line and measuring the minute Vickers hardness number distribution in radial in the various locations of the direction of an axis of the fillet section, Vickers hardness number HV2 in a shaft center location was measured. In addition, as for the amount of martensite in a shaft surface, the amount of martensite in a core is checking that it is 0% about 100% by rate measurement of area on an optical microscope observation image. And it computed with the proportionality interpolation using the value of HV1 and HV2, having assumed the hardness HVm (= Hv450) which is equivalent to the amount of martensite 50% that hardness is proportional to the amount of martensite, and asked for hardening hardening layer thickness t from the location where hardness serves as HVm in the minute Vickers hardness number distribution which measured to radial, and t/R was computed. Moreover, the observation image in the optical microscope mirror of a cross-section core was photoed, and it asked for the rate of area of a ferrite and a pearlite by image analysis.

[0034] ** The cylindrical test piece with a torsion fatigue strength outer diameter [of 20mm] and a die length of 220mm was prepared, and as shown in drawing 2, the through tube with a bore of 2mm was formed in the direction mid gear of an axis. Induction hardening was performed by carrying out high-frequency induction heating (temperature of about 1000 degrees C), and carrying out water cooling on the frequency of 10kHz, by *****, inserting the test piece into a coil and moving a coil. The member was heated at 180 degrees C after this hardening for 60 minutes, air cooling was carried out after that, and tempering processing was performed. Repeatedly, the value of torsion shearing stress was twisted and it asked as fatigue strength until it equipped the torsion fatigue tester with the account test piece and the count of repeat fracture besides became 2x10⁶ times.

[0035] In addition, the specimen which is not in a fatigue test **** was prepared, it cut in the cross section containing a medial-axis line, the minute Vickers hardness number distribution in radial was measured in the location distant from the through tube opening edge 1mm in the direction of an axis, and t/R was computed like the fillet section so that a through tube might be crossed in the diameter direction.

[0036] The above result is shown in Table 4.

[Table 4]

区分	No.	硬さ (HRB)	フェライト 面積率(%)	工具 寿命比	表層硬さ *1(HV)	硬化層比 *1	曲げ疲労 強度(MPa)	表層硬さ *2(HV)	硬化層比 *2	ねじり疲労 強度(MPa)
発明例	1	95.0	28.2	1.0	651	0.17	608	650	0.25	213
発明例	2	91.5	38.8	1.1	624	0.15	569	610	0.31	195
発明例	3	94.8	28.0	1.0	692	0.14	634	695	0.27	203
発明例	4	94.5	29.7	1.9	680	0.12	634	681	0.43	241
発明例	5	93.1	34.7	1.7	666	0.17	621	665	0.41	245
発明例	6	92.5	30.1	2.2	673	0.19	628	673	0.28	205
発明例	7	94.1	28.1	2.4	651	0.13	608	651	0.29	201
発明例	8	95.8	23.5	2.5	659	0.16	615	650	0.31	202
比較例	1	85.3	54.1	1.4	523	0.13	421	520	0.21	142
比較例	2	99.8	18.3	0.6	726	0.15	436	731	0.35	215
比較例	3	90.1	47.3	1.2	602	0.12	505	615	0.25	182
比較例	4	90.5	51.0	1.2	591	0.16	442	581	0.29	172
比較例	5	103.2	5.9	0.5	697	0.15	628	701	0.31	181
比較例	6	96.8	24.9	0.9	673	0.35	464	672	0.65	121
比較例	7	96.1	28.3	1.0	686	0.05	451	680	0.11	112

*1は曲げ疲労試験片 *2はねじり疲労試験片のデータである。

[0037] According to this result, having a comparatively big dimension with a diameter of 30mm, the steel materials which fill the presentation range of this invention can form a hardening layer thickly enough, and it turns out also in any of bending fatigue strength and torsion fatigue strength that they are high. Moreover, the cutting ability in the condition of not hardening is also good.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

DESCRIPTION OF DRAWINGS

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1] The front view showing the one example slack crankshaft of this invention.

[Drawing 2] The pore prepared in the crank journal and the crank pin, and drawing explaining relation with hardening hardening layer thickness.

[Drawing 3] Drawing which explains relation with hardening hardening layer thickness to be a crank journal and a crank pin, and the fillet section formed in the connection with a crank arm.

[Drawing 4] The graph which shows the relation between a degree-of-hardness characteristic and steel-materials hardness.

[Drawing 5] The graph which shows the relation between a hardening sex index and hardening hardening layer thickness.

[Description of Notations]

1 Crankshaft

2 Crank Arm (Base)

4 Crank Journal (Shaft-like Part)

5 Crank Pin (Shaft-like Part)

7 Fillet Section

8 Pore

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-253395

(P2003-253395A)

(43) 公開日 平成15年9月10日 (2003.9.10) /

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マ-ト* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z 4 K 0 4 2
C 2 1 D 1/10		C 2 1 D 1/10	D
9/30		9/30	A
C 2 2 C 38/32		C 2 2 C 38/32	
38/60		38/60	
審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 7 頁)			

(21) 出願番号 特願2002-59210 (P2002-59210)

(22) 出願日 平成14年3月5日 (2002.3.5)

(71) 出願人 000003713

大同特殊鋼株式会社

愛知県名古屋市中区錦一丁目11番18号

(72) 発明者 松村 康志

愛知県名古屋市中区大同町二丁目30番地

大同特殊鋼株式会社技術開発研究所内

(72) 発明者 紅林 豊

愛知県名古屋市中区大同町二丁目30番地

大同特殊鋼株式会社技術開発研究所内

(74) 代理人 100095751

弁理士 菅原 正倫

F ターム (参考) 4K042 AA16 BA04 CA02 CA03 CA06

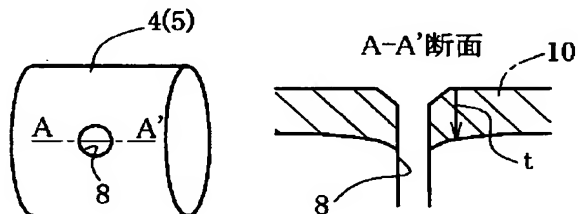
DA01 DA02 DB01 DD02 DE02

(54) 【発明の名称】 高周波焼入れ部品

(57) 【要約】

【課題】 クランクシャフトのような大型部品においても、ねじりや曲げに対する疲労強度を十分に確保でき、しかも、焼入れ前での状態での加工性も良好で、ひいては安価に製造可能な高周波焼入れ部品を提供する。

【解決手段】 鋼材として、Fe含有率が95質量%以上であり、かつ、必須添加元素として、0.35~0.50質量%のC、0.02~0.15質量%のSi、0.5~1質量%のMn、0.05~0.50質量%のCr、0.002~0.03質量%のAl、0.02~0.05質量%のTi及び0.0005~0.003質量%のBを含有し、Nの含有率が0.015質量%以下とされたものを用いる。該鋼材は、硬度指数が1.1~1.5となり、焼入れ性指数が0.50~0.75となるように調整され、1000℃から空冷したときの組織が、フェライト面積率が20~40%のフェライトとパーライトとの混相組織となる。このような鋼材にて構成された部品表層部に高周波焼入れによる焼入れ硬化層10が形成される。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 部品素材をなす鋼材が、

Fe含有率が95質量%以上であり、
かつ、必須添加元素として、0.35～0.50質量%
のC、0.02～0.15質量%のSi、0.5～1質
量%のMn、0.05～0.5質量%のCr、0.00
2～0.03質量%のAl、0.02～0.05質量%
のTi及び0.0005～0.003質量%のBを含有
し、

Nの含有率が0.015質量%以下とされ、

さらに、表1に示す炭素換算係数を、各添加元素の質量
%含有率にそれぞれ乗じて合計した値により与えられる
硬度指数が0.5～0.75となり、

C、Si、Mn及びCrの各質量%含有率を W_c 、 W_{si} 、 W_m 、及び W_{cr} を用いて、表2に示すごとく定
義された焼入れ性換算パラメータ $f(C)$ 、 $f(Si)$ 、 $f(Mn)$ 及び $f(Cr)$ の合計にて表される焼
入れ性指数が1.1～1.5となり、

さらに、1000℃から空冷したときの組織が、フェラ
イト面積率が20～40%のフェライトとパーライトと
の混相組織となる鋼材であり、部品表層部に高周波焼入
れによる焼入れ硬化層が形成されてなることを特徴とす
る高周波焼入れ部品。

【請求項2】 前記鋼材が、0.01～0.2質量%の
Pb、0.02～0.2質量%のS、0.01～0.1
質量%のBi、及び0.0005～0.02質量%のCa
の少なくともいずれかを含有するものである請求項1
記載の高周波焼入れ部品。

【請求項3】 外周面に孔部が開口形成されてなる軸状
部を有し、前記軸状部の外径を2R、前記孔部の開口周
縁部における前記焼入れ硬化層の厚さをtとしたとき、
 t/R が0.2～0.5とされてなる請求項1又は2に
記載の高周波焼入れ部品。

【請求項4】 平面状の基面を有する基面形成部と、前
記基面から突出形成される軸状部とを有し、前記軸状部
の突出基端部には、前記基面側に向かうほど外径を漸増
させるフィレット部が形成されてなり、前記軸状部の軸
線方向における任意位置にて測定した前記フィレット部
の外径を2R'、前記フィレット部表面に形成された前
記焼入れ硬化層の厚さをt'としたとき、 t'/R' の
前記フィレット部における最大値が0.1～0.2とさ
れてなる請求項1ないし3のいずれか1項に記載の高周
波焼入れ部品。

【請求項5】 回転軸線方向に所定の間隔にて配置され
たクランクアームを、前記回転軸線と中心軸線が一致す
るように配置されるクランクジャーナルと、前記回転軸
線から半径方向に一定距離隔たった位置に中心軸線を有
するクランクピンとにより、交互に連結した構造を有し
てなるクランクシャフトとして構成されてなる請求項1
ないし4のいずれか1項に記載の高周波焼入れ部品。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車用のクラン
クシャフトなど、大型で、かつ曲げ荷重及びねじり荷重
に対する高耐久性が要求される高周波焼入れ部品に関す
るものである。

【0002】

【従来の技術】機械構造用部品、例えば自動車用のクラン
クシャフトなどの動力用大型構造部品は、大きなねじ
り荷重と曲げ荷重とが繰り返し作用する環境下で使用さ
れるため、静的強度と疲労強度とに優れていることが要
求される。従来、こうした軸部品は、鋼材を熱間あるい
は温間での加工（たとえば鍛造加工）により、素材を所
望の形状に成型した後、高周波焼入れにより表面に焼入
れ硬化層を形成し、疲労強度を高めることが行われてい
る。鋼材としては、例えばCを0.4～0.6質量%含
有する中炭素鋼が一般的に使用されている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】高周波焼入れされる機
械構造用部品の疲労強度は、焼入れ硬化層の硬さと形成
厚さを増加させることにより、著しく向上することが知
られている。具体的には、Cを始め、Si、Mn、Cr
あるいはBなどの添加により、硬さの向上、あるいは焼
入れ性の向上を図り、部材の高強度化を達成している。

【0004】ここで、焼入れ硬化層厚さの増大により強
度向上を図るには、部材の厚さは、外径が増加するほ
ど、焼入れ硬化層の形成厚さも相対的に大きくしなけれ
ばならない。しかし、高周波焼入れにより形成可能な焼
入れ硬化層の厚さの絶対値には制限があるため、クラン
クシャフトのような大型の部品の場合は、部材厚さや外
径に対して焼入れ硬化層の厚さが不足しがちであり、十
分な高強度化を図ることが困難である。この場合、焼き
の入らない中心部の硬さを増加させれば疲労強度は向上
するが、この場合は、焼入れ前の状態で素材を加工する
際に、その加工性に大きな難が生ずる問題がある。

【0005】本発明は、クランクシャフトのような大型
部品においても、ねじりや曲げに対する疲労強度を十分
に確保でき、しかも、焼入れ前での状態での加工性も良
好で、ひいては安価に製造可能な高周波焼入れ部品を提
供することにある。

【0006】

【課題を解決するための手段及び作用・効果】上記の課
題を解決するために、本発明の高周波焼入れ部品は、部
品素材をなす鋼材が、Fe含有率が95質量%以上であ
り、かつ、必須添加元素として、0.35～0.50質
量%のC、0.02～0.15質量%のSi、0.5～
1質量%のMn、0.05～0.5質量%のCr、0.
002～0.03質量%のAl、0.02～0.05質
量%のTi及び0.0005～0.003質量%のBを
含有し、Nの含有率が0.015質量%以下とされ、さ

らに、表1に示す炭素換算係数を、各添加元素の質量%含有率にそれぞれ乗じて合計した値により与えられる硬度指数が0.5~0.75となり、C、Si、Mn及びCrの各質量%含有率を W_C 、 W_{Si} 、 W_{Mn} 及び W_{Cr} を用いて、表2に示すごとく定義された焼入れ性換算パラメータ $f(C)$ 、 $f(Si)$ 、 $f(Mn)$ 及び $f(Cr)$ の合計にて表される焼入れ性指数が1.1~1.5となり、さらに、1000℃から空冷したときの組織が、フェライト面積率が20~40%のフェライトとパーライトとの混相組織となる鋼材であり、部品表面層部に高周波焼入れによる焼入れ硬化層が形成されてなることを特徴とする。

【0007】

【表1】

*

$f(C)$	$2.4W_C^5 - 8.2W_C^4 + 11W_C^3 - 7.6W_C^2 + 3.1W_C$
$f(Si)$	$-0.04W_{Si}^2 + 0.27W_{Si}$
$f(Mn)$	$0.015W_{Mn}^5 - 0.19W_{Mn}^4 + 0.72W_{Mn}^3 - 1.2W_{Mn}^2 + 1.3W_{Mn}$
$f(Cr)$	$-0.058W_{Cr}^4 + 0.29W_{Cr}^3 - 0.6W_{Cr}^2 + 0.87W_{Cr}$

【0009】本発明においては、鋼材組成において、必須添加元素であるC、Si、Mn、Cr、Al、Ti及びBの組成許容設定範囲をそれぞれ上記のように定め、さらに、これを前提として、表2に定める $f(C)$ 、 $f(Si)$ 、 $f(Mn)$ 及び $f(Cr)$ の合計値にて表される焼入れ性指数が1.1~1.5を満足するように、各必須元素の含有率を定めた。これにより、鋼材の焼入れ性が大幅改善されて大型部材においても十分な焼入れ硬化層を形成でき、ひいては、ねじりや曲げに対する疲労強度を十分に確保できる。他方、必須添加元素を含む各添加元素の含有率は、表1に示す炭素換算係数を、各添加元素の質量%含有率にそれぞれ乗じて合計した値により与えられる硬度指数が0.50~0.75となり、さらに1000℃から空冷したときの組織が、フェライト面積率が20~40%のフェライトとパーライトとの混相組織となる条件も同時に満足するように定められる。すなわち、焼入れ前の素材の硬度が最適化され、空冷組織の加工性を低下させるパーライト形成量も比較的小さく抑えられるので、強度が高いにもかかわらず、焼入れ前での状態での加工性も良好で、ひいては安価に製造可能な高周波焼入れ部品が実現する。

【0010】なお、本発明に採用される鋼材は、Fe含有率が95質量%以上を満たし、かつ本発明の目的達成の妨げにならない範囲内で、必須添加元素以外の成分（例えば焼入れ性調整用のNi、Cuなど）を含有していてもよい。

【0011】硬度指数と焼入れ指数との意義を確認する試験は、以下のようにして行っている。まず、C、Si、Mn、Cu、Ni、Crを種々の組成にて含有する鋼材を外径40~70mmの棒材に加工し、さらに、完

元素名	炭素換算係数
C	1.00
Si	0.07
Mn	0.16
Cu	0.19
Ni	0.17
Cr	0.20

【0008】

【表2】

全オーステナイト化温度である1000℃に1時間保持した後、空冷する。その棒材表面にて測定したロックウェルCスケール硬さHRCの値を、表1の炭素換算係数を用いて算出した硬度指数に対してプロットした結果を図4に示す。組成が種々異なるにもかかわらず、組成を硬度指数に換算して硬さをプロットすると、両者の間にはほぼ直線的な関係が成立しており、硬度指数が、硬さ予測を行うために好適なパラメータであることがわかる。硬度指数が0.50~0.75の範囲において、HRCは85~98の範囲となる。硬度指数が0.5未満になることは、HRCがおおむね85未満となることを意味し、大型構造部品の曲げあるいはねじりに対する強度を保つには必ずしも十分でなくなる。他方、硬度指数が0.75を超えることは、HRCがおおむね98を超えることを意味し、オーステナイト化温度から空冷した組織（熱間加工後に空冷した組織に相当する）の硬さが高くなりすぎて、加工性が悪化することにつながる。

【0012】次に、C、Si、Mn、Crを種々の組成にて含有する鋼材を、直径25mm、長さ80mmの棒状試験片に熱間加工して空冷した後、加熱用コイル内にて、周波数10kHz、加熱時間4秒にて誘導加熱し、水冷して高周波焼入れした。焼入れ後の棒状試験片の軸断面においてマイクロピッカース硬さ測定を行い、Hv450（マルテンサイト面積率が50%の組織に相当する硬さである）となる位置を求め、棒材表面から該位置までの半径方向深さを焼入れ硬化層厚さ t として求めた。この焼入れ硬化層厚さ t を、表2に定める $f(C)$ 、 $f(Si)$ 、 $f(Mn)$ 及び $f(Cr)$ を用いて算出した焼入れ性指数に対してプロットした結果を図5に示す。組成が種々異なるにもかかわらず、組成を焼

入れ性指数に換算して焼入れ硬化層厚さ t をプロットすると、両者の間にはほぼ直線的な関係が成立しており、焼入れ性指数が、焼入れ深さを行うために好適なパラメータであることがわかる。焼入れ性指数が1.1~1.5の範囲において、焼入れ硬化層厚さ t は5.8~7.5mmの範囲となる。焼入れ性指数が1.1未満になることは、 t がおおむね5.8mm未満となることを意味し、大型構造部品の場合、焼入れ硬化層厚さ t が相対的に不足して、曲げあるいはねじりに対する強度をことができなくなる。他方、焼入れ性指数が1.5を超えると、C、Si、Mn及びCrの添加量が必要以上に多くなり、硬さ指数が前記の範囲を充足しなくなって、加工性が悪化することにつながる。

【0013】また、1000℃から空冷した組織のフェライト面積率が20%未満になると、パーライト組織が過剰となって加工性が悪化することにつながる。他方、フェライト面積率が40%を超えると、高周波焼入れにより焼入れ硬化層を形成したとき、硬化層中にフェライト相が残留しやすくなり、硬さひいては強度が不足することにつながる。

【0014】以下、本発明の高周波焼入れ部品を構成する鋼材の、各成分の組成限定理由について説明する。まず、Cは材料の強度確保のために必須の元素である。その含有率が0.35質量%未満では、部品強度維持に必要な硬さの焼入れ硬化層を形成することが不可能となる。他方、0.5質量%を超えると材料の被削性が劣化し、高周波焼入れ時の焼き割れも発生しやすくなる。

【0015】Siは脱酸剤として添加されるものであるが、粒界強化あるいは軟化抵抗改善元素としても機能し、強度向上、特に焼入れ硬化層の強度向上に寄与する。ただし、その含有率が0.02質量%未満では脱酸効果あるいは強度向上効果が少なく、0.15質量%を超えると冷間加工性や被削性が損なわれることにつながる。

【0016】Mnは、粒界強度を落とすSをMnSの形で固定する脱硫元素として機能するほか、焼入れ性を向上させる働きを有する。その結果、強度の高い焼入れ硬化層を安定的に形成することに寄与する。しかし、含有率が0.5質量%未満では効果に乏しく、1質量%を超えると冷間加工性や被削性が損なわれることにつながる。

【0017】Crは材料の、マルテンサイト相の靱性を向上させ、焼入れ硬化層の硬さと靱性、ひいては強度の向上に寄与する。また、軟化抵抗改善元素としても機能する。しかし、含有量が0.05質量%未満では効果に乏しく、0.5質量%を超えると材料の被削性を低下させることにつながる。

【0018】Alは脱酸剤として機能するほか、鋼材中のNと結合してAlNを析出させるので、結晶粒粗大化ひいてはそれによる強度あるいは靱性低下を抑制する効

果がある。ただし、含有率が0.002質量%未満では効果に乏しく、0.03質量%を超えて含有させると、鋼材基質中の不要な介在物を増加させ、強度や靱性の低下につながる。

【0019】Bは焼入れ性を向上させ、また粒界強度を高めて、焼入れ硬化層の強度向上に寄与する。ただし、添加量が0.0005質量%未満では効果に乏しく、0.003質量%を超えて含有させると、熱間加工性の劣化につながる。

【0020】Tiは上記したBとの共添加を行うことにより、B添加による焼入れ性や粒界強度を向上させる効果をより顕著なものにする作用を有する。Bは鋼材基質に含有されるNと結合すると、BNとして析出するため、粒界強度改善効果を発揮できなくなる。しかし、Tiを添加しておくと、TiNの形成を促進してN成分を固定し、BがBN析出の形で消費されることが防止される。その結果、B添加による粒界強度向上効果が顕著となる。しかし、含有量が0.02質量%未満では顕著な効果が望めず、0.05質量%を超えると、鋼材の靱性低下につながる。

【0021】また、B添加による焼入れ性や粒界強度を向上させる効果をより顕著なものにするには、Bと結合するNの含有量を低減しておくことも有効であり、本発明では、この目的のため、使用する鋼材中のNの含有率を0.015質量%以下に制限する。

【0022】また、本発明にて使用する鋼材には、0.01~0.2質量%のPb、0.02~0.20質量%のS、0.01~0.1質量%のBi、及び0.0005~0.02質量%のCaの少なくともいずれかを添加することができる。これらの元素は、いずれも快削性付与元素として機能し、鋼材に切削加工等の除去加工を施す場合に、その加工コストを大幅に削減することができる。しかし、各元素とも添加量が下限値未満となった場合は快削性付与効果に乏しく、上限値を超えた添加は効果が飽和するので無駄が多い。

【0023】

【発明の実施の形態】図1は、本発明の高周波焼入れ部品の一例であるクランクシャフトの一例を示すものである。該クランクシャフト1は、回転軸線Oの方向に所定の間隔にて配置されたクランクアーム2を、回転軸線Oと中心軸線が一致するように配置されるクランクジャーナル4と、回転軸線Oから半径方向に一定距離隔たった位置に中心軸線を有するクランクピン5とにより、交互に連結した構造を有してなる。クランクジャーナル4及びクランクピン5はいずれも円形断面の軸状に形成されており、図2及び図3に示すように、その外周面全体に、高周波焼入れ硬化層10が形成されている。この高周波焼入れ硬化層10は、以下のようにして形成される。まず、原料を溶解・鑄造後、分塊された素材を、熱間鍛造と切削によりクランクシャフト形状に加工し、こ

れを加熱用コイル内に挿入して、表層部を温度900～1100℃となるように高周波誘導加熱し、部品寸法に応じた適当な時間（例えば10～40秒）保持した後、水冷することにより高周波焼入れを行い、焼入れ硬化層10を形成する。

【0024】焼入れ硬化層の厚さ t は、軸表面から半径方向において、マルテンサイト形成量50%に相当する硬さとなる位置までの距離にて定義される。図2に示すように、クランクピン5（軸状部）には、内燃機関側のピストンを往復動させるための図示しないコンロッドを結合するために、外周面に開口する孔部8が形成されている。そして、クランクジャーナル4及びクランクピン5（軸状部）の外径を $2R$ 、孔部8の開口周縁部における焼入れ硬化層の厚さを t としたとき、 t/R が0.2～0.5とされてなる。内燃機関駆動時には、クランクジャーナル4及びクランクピン5には大きなねじり荷重が生ずる。連続体力学のねじり理論によると、部材のねじり剛さは、外周面に開放する孔やスリットが形成されている場合、大きく減少することが知られている。この場合、孔部8の開口周縁部において、 t/R が0.2～0.5となるように焼入れ硬化層厚さ t を確保しておく、クランクジャーナル4及びクランクピン5（軸状部）の静ねじり強度及びねじり疲労強度を大幅に高めることができる。 t/R が0.2未満では上記強度が不十分となる場合がある。

【0025】また、高周波焼入れにより部材表層部にのみ焼入れ硬化層を形成すると、部材表面に圧縮残留応力が生じて強度向上にさらに有利となる。これは、フェライト相（パーライト相を含む）主体となる内層部に対して、マルテンサイト相が主体となる焼入れ硬化層の方がより大きく膨張するためである。しかし、 t/R が0.5を超えると、圧縮残留応力の発生が顕著でなくなり、強度不足につながる場合がある。

【0026】次に、クランクアーム2は、隣接するクラ*

*リンクアーム2と対向する面が平面状の基面2aとされた基面形成部を形成する。そして、クランクジャーナル4及びクランクピン5は、該基面2aから突出形成される軸状部に相当する。図1及び図3に示すように、クランクジャーナル4及びクランクピン5（軸状部）の突出基端部には、基面2a側に向かうほど外径を漸増させるフィレット部7が形成されている。突出基端縁は凹状であり、曲げ荷重が作用したときに応力集中しやすいが、上記のようなフィレット部7を形成しておく、応力集中が緩和され、曲げ強度を高めることができる。本実施形態においてフィレット部7は、凹状のアール面とされている。

【0027】図3において、クランクジャーナル4及びクランクピン5（軸状部）の軸線方向における任意位置にて測定したフィレット部の外径を $2R'$ 、フィレット部7の表面に形成された焼入れ硬化層の厚さを t' としたとき、 t'/R' のフィレット部7における最大値は0.1～0.2とされていることが望ましい。 t'/R' が0.1未満では曲げ強度が不十分となる場合がある。また、 t'/R' が0.2を超えると、フィレット部7の表層部における圧縮残留応力の発生が顕著でなくなり、曲げ強度不足につながる場合がある。

【0028】

【実施例】本発明の効果を調べるために、以下の実験を行った。

（実施例1）表1に示す組成が得られるように原料を配合し、電気炉で150kgの銅塊を溶製した後、850℃にて熱間鍛造し、さらに1000℃にて2時間保持した後空冷して、直径20～50mmの各種棒材を作製した。また、各組成毎に、前記した定義により硬度指数と焼入れ性指数を算出している。これを表3に示す。

【0029】

〔表3〕

区分	No.	化学成分（重量％、ただしBはppm）										硬度指数	焼入れ性指数
		C	Si	Mn	Cr	Al	Ti	N	B	その他			
発明例	1	0.42	0.08	0.90	0.25	0.005	0.037	0.010	16	-	0.66	1.37	
発明例	2	0.39	0.10	0.75	0.21	0.003	0.035	0.009	15	-	0.60	1.27	
発明例	3	0.48	0.08	0.54	0.28	0.015	0.033	0.008	14	-	0.66	1.25	
発明例	4	0.46	0.09	0.71	0.21	0.003	0.031	0.007	14	0.14Pb添加	0.66	1.28	
発明例	5	0.44	0.08	0.56	0.25	0.005	0.035	0.009	16	0.07Bi添加	0.62	1.23	
発明例	6	0.45	0.11	0.54	0.33	0.004	0.039	0.010	15	0.0015Ca添加	0.65	1.28	
発明例	7	0.42	0.10	0.82	0.30	0.005	0.041	0.011	15	0.07S添加	0.65	1.37	
発明例	8	0.43	0.11	0.85	0.35	0.005	0.036	0.009	14	0.13S添加	0.68	1.42	
比較例	1	0.31	0.15	0.45	0.31	0.005	0.035	0.009	18	-	0.49	1.15	
比較例	2	0.55	0.12	0.54	0.28	0.004	0.034	0.010	14	0.0015Ca添加	0.74	1.29	
比較例	3	0.45	0.14	0.25	0.15	0.007	0.039	0.011	12	-	0.57	0.98	
比較例	4	0.40	0.50	0.50	0.15	0.005	0.041	0.009	15	-	0.58	1.21	
比較例	5	0.49	0.15	1.10	0.40	0.004	0.039	0.008	15	0.07S添加	0.79	1.57	
比較例	6	0.45	0.10	0.87	0.25	0.007	0.035	0.010	17	-	0.68	1.37	
比較例	7	0.47	0.10	0.55	0.30	0.015	0.035	0.008	16	-	0.66	1.27	

【0030】この試験品の外周面のロックウェルBスケール硬さHRBを、JIS：Z2245に規定された方法により測定した。また、上記棒材を用いて、以下の各種試験を行った。

【0031】①工具寿命比測定

上記素材を切断して直径50mm長さ300mmの試験片を作製し、切削試験を行う。切削工具としてP10超硬工具を用い、周速300m/min、一回転当りの切

り込み量2mm、一回転当りの送り量0.2mmで、乾式にて切削を継続し、フランク摩耗量が0.2mmとなった時点を目寿命とする。目寿命は、比較例7に対する目寿命比として表している。

【0032】の曲げ疲労強度試験

上記素材の外周面を旋削加工し、図3に示すように、縮径側が外径30mmの円柱状の軸状部が形成され、かつ、該軸状部の基端位置に曲率半径2mmの凹アール面状のフィレット部を有する試験片を得た。次いで、その試験片をコイル内に挿入し、コイルを固定して周波数100kHzにて高周波誘導加熱し（温度約1000℃）、水冷することにより高周波焼入れを行った。この焼入れ後、部材を180℃にて60分加熱し、その後空冷して焼き戻し処理を行った。この、上記試験片を、曲げ疲労試験機に装着し、繰り返し破断回数が 2×10^6 回となる繰り返し曲げ応力の値を曲げ疲労強度として求めた。

【0033】なお、疲労試験に供さない試験品を用意しておき、中心軸線を含む断面にて切断し、フィレット部の軸線方向の種々の位置にて、半径方向における微小ビッカース硬さ分布を測定するとともに、軸中心位置でのビッカース硬さHV2を測定した。なお、光学顕微鏡観察画像上での面積率測定により、軸表面でのマルテンサイト量はほぼ100%、中心部でのマルテンサイト量は0%であることを確認している。そして、50%マルテンサイト量に相当する硬さHVm（=HV450）を、硬さがマルテンサイト量に比例すると仮定して、HV1*

*とHV2との値を用いた比例補間により算出し、半径方向に測定した微小ビッカース硬さ分布において、硬さがHVmとなる位置から焼入れ硬化層厚さtを求め、t/Rを算出した。また、断面中心部の光学顕微鏡による観察画像を撮影し、フェライトとパーライトとの面積率を画像解析により求めた。

【0034】のねじり疲労強度

外径20mm、長さ220mmの棒状試験片を用意し、図2に示すように、軸線方向中央位置に、内径2mmの貫通孔を形成した。縮次いで、その試験片をコイル内に挿入し、コイルを移動させながら周波数10kHzにて高周波誘導加熱し（温度約1000℃）、水冷することにより高周波焼入れを行った。この焼入れ後、部材を180℃にて60分加熱し、その後空冷して焼き戻し処理を行った。この上記試験片を、ねじり疲労試験機に装着し、繰り返し破断回数が 2×10^6 回となるまで繰り返し、ねじり剪断応力の値をねじり疲労強度として求めた。

【0035】なお、疲労試験に供さない試験品を用意しておき、貫通孔を直径方向に横切るように、中心軸線を含む断面にて切断し、貫通孔開口縁から軸線方向に1mm離れた位置において、半径方向における微小ビッカース硬さ分布を測定し、フィレット部と同様にt/Rを算出した。

【0036】以上の結果を表4に示す。

【表4】

区分	No.	硬さ (HRB)	フェライト 面積率(%)	工具 寿命比	表面硬さ *1(HV)	硬化層比 *1	曲げ疲労 強度(MPa)	表面硬さ *2(HV)	硬化層比 *2	ねじり疲労 強度(MPa)
発明例	1	95.0	28.2	1.0	651	0.17	608	650	0.25	213
発明例	2	91.5	38.8	1.1	624	0.15	569	610	0.31	195
発明例	3	94.8	28.0	1.0	692	0.14	634	695	0.27	203
発明例	4	94.5	29.7	1.9	680	0.12	634	681	0.43	241
発明例	5	93.1	34.7	1.7	666	0.17	621	665	0.41	245
発明例	6	92.5	30.1	2.2	673	0.19	628	673	0.28	205
発明例	7	94.1	28.1	2.4	651	0.13	608	651	0.29	201
発明例	8	95.8	23.5	2.5	659	0.16	615	650	0.31	202
比較例	1	85.3	54.1	1.4	523	0.13	421	520	0.21	142
比較例	2	99.8	18.3	0.6	726	0.15	436	731	0.35	215
比較例	3	90.1	47.3	1.2	602	0.12	505	615	0.25	182
比較例	4	90.5	51.0	1.2	591	0.16	442	581	0.29	172
比較例	5	103.2	5.9	0.5	697	0.15	628	701	0.31	181
比較例	6	96.8	24.9	0.9	673	0.35	464	672	0.65	121
比較例	7	96.1	28.3	1.0	686	0.05	451	680	0.11	112

*1は曲げ疲労試験片 *2はねじり疲労試験片のデータである。

【0037】この結果によると、本発明の組成範囲を満たす鋼材は、直径30mmもの比較的大きな寸法を有しながら、硬化層を十分に厚く形成でき、曲げ疲労強度およびねじり疲労強度のいずれにおいても高いことがわかる。また、非焼入れ状態での切削性も良好である。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の一実施例たるクランクシャフトを示す正面図。

【図2】クランクジャーナル及びクランクピンに設けられた孔部と、焼入れ硬化層厚さとの関係を説明する図。

【図3】クランクジャーナル及びクランクピンと、クランクアームとの接続部に形成されたフィレット部と、焼入れ硬化層厚さとの関係を説明する図。

【図4】硬度指数と鋼材硬さとの関係を示すグラフ。

【図5】焼入れ性指数と焼入れ硬化層厚さとの関係を示すグラフ。

(7)

特開2003-253395

11

12

【符号の説明】

- 1 クランクシャフト
- 2 クランクアーム（基部）
- 4 クランクジャーナル（軸状部）

* 5 クランクピン（軸状部）

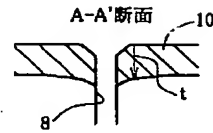
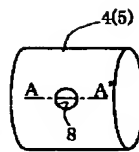
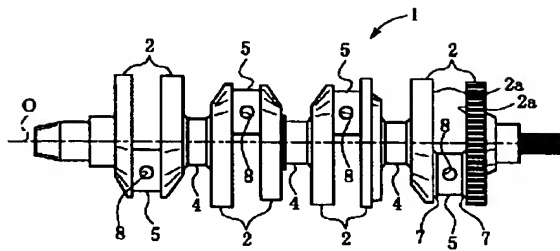
7 フィレット部

8 孔部

*

【図1】

【図2】



【図5】

【図3】

【図4】

